

Министерство образования и науки, молодежи и спорта
Украины
Харьковский национальный университет
имени В. Н. Каразина

А.А. Пархоменко, И.М. Неклюдов,
Н.А. Азаренков, С.В. Литовченко,
В.Г. Кириченко

Структурные аспекты радиационного
упрочнения и охрупчивания материалов

Учебно-методическое пособие

Харьков 2012

Пархоменко А.А., Неклюдов И.М., Азаренков
Н.А., Литовченко С.В., Кириченко В.Г

**Структурные аспекты радиационного
упрочнения и охрупчивания материалов**

Учебно-методическое пособие. 52 с.

Учебно-методическое пособие посвящено рассмотрению одного из самых актуальных вопросов радиационного материаловедения – изучению эффектов воздействия облучения на прочностные и пластические свойства материалов. В пособии анализируются механизмы радиационного упрочнения и охрупчивания с учетом последних достижений в этой области. Пособие может быть полезно студентам физических и материаловедческих специальностей а также специалистам, работающим над созданием радиационно-стойких материалов.

Учебно-методическое пособие. Для студентов старших курсов.

Табл.1. Илл. 8. Библиогр. 58.- 52 с.

УДК 539.143.49:620.193

ББК 22.383

© Харьковський національний університет імені В. Н.

Каразіна, 2012

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	4
1. Основные характеристики радиационного охрупчивания материалов	6
2. Вклад радиационных дефектов различного типа в напряжение течения облученных материалов	10
3. Механизмы радиационного охрупчивания материалов	17
4. Пластическая нестабильность и дислокационное каналирование в облученных деформируемых материалах	25
Список литературы	43

ВВЕДЕНИЕ

На протяжении последних десятилетий проблема сохранения высокого уровня механических свойств реакторных материалов является одной из главных в радиационном материаловедении, а изучение эффектов воздействия облучения на прочностные и пластические свойства — одним из самых актуальных вопросов радиационной физики твердого тела. Несмотря на это, многие научные вопросы остались слабо изученными. В этой связи необходимость написания данного пособия обусловлена как отсутствием в мировой литературе специальных монографий, посвященных эффекту радиационного охрупчивания и связанных с ним явлений, так и отсутствием учебников, где рассматривались бы следующие вопросы:

— связь дефектной и дислокационной структуры с величиной радиационного охрупчивания материалов, имеющих различный тип кристаллической решетки;

– влияние облучения на прочность и хрупкость границ зерен в широком интервале температур при различных условиях нагружения;

– влияние облучения на эффекты пластической неустойчивости с учетом современных представлений о пластически деформируемых материалах как открытых диссипативных системах и др.

Следует отметить, что в последние годы появился ряд монографий, написанных научными коллективами, руководимыми А.М.Паршиным, И.М.Неклюдовым и Н.В.Камышанченко, в которых было освещено большое число актуальных вопросов радиационной физики твердого тела, в том числе и радиационного охрупчивания [1-3]. Поэтому в данном пособии большинство вопросов, поднятых в этих работах, не рассматривалось.

1. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Одним из основных эффектов воздействия облучения на механические свойства материалов является значительное снижение их пластических характеристик и вязкости разрушения. Это явление получило название радиационное охрупчивание.

Радиационное охрупчивание материалов можно классифицировать следующим образом:

1. Радиационное охрупчивание пластичных материалов (аустенитные стали, никель и другие ГЦК-материалы, не имеющие хрупко-вязкого перехода) при температурах испытания, не превышающих $0,4T_{пл.}$, получило название низкотемпературного радиационного охрупчивания.

2. Низкотемпературное радиационное охрупчивание материалов, имеющих вязко-хрупкий переход (ферритные и феррито-перлитные корпусные стали, большинство ОЦК-материалов и др.) при температурах испытания, также не превышающих $0,4T_{пл.}$

3. Высокотемпературное радиационное охрупчивание, наблюдающееся на всех облученных поликристаллических материалах при температурах испытания, превышающих $0,45 \dots 0,5 T_{пл}$.

Соответственно различаются и методики исследований этих эффектов. Радиационное охрупчивание пластичных материалов изучают по изменению кривых растяжения, в частности, равномерного и общего удлинения. За величину, характеризующую степень радиационного охрупчивания, как правило, принимается величина $\frac{\Delta\delta}{\delta} = \frac{\delta_{исх.} - \delta_{обл.}}{\delta_{исх.}} \cdot 100\%$, где $\delta_{исх.}$ и $\delta_{обл.}$ — относительное удлинение, соответственно, исходного и облученного материалов.

Величину радиационного охрупчивания материалов, имеющих хрупко-вязкий переход, оценивают, исследуя вязкость разрушения, изменение энергии разрушения и определяя величину ΔT_x , характеризующую сдвиг температуры хрупко-вязкого перехода.

На рис.1. приведен наиболее типичный пример температурной зависимости основных механических характеристик облученных материалов на примере аустенитной стали 0X16H15M3Б [4]. Как видно из

рисунка, имеется 2 температурных интервала снижения пластичности. Область проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО) соответствует температурам испытаний $\leq 600^\circ\text{C}$, а область высокотемпературного радиационного охрупчивания (ВТРО) соответствует температурам испытаний $\geq 700^\circ\text{C}$ (рис.1, б).

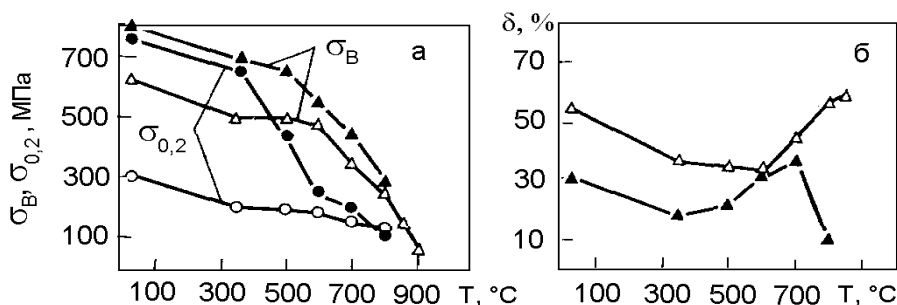


Рис.1. Температурная зависимость предела прочности σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$ (а) и общего удлинения (б) стали 0X16H15M3B, облученной нейтронами до флюенса $1 \cdot 10^{26}$ нейтр./ м^2 ($E > 0,1$ МэВ). Необлученные образцы – светлые символы, облученные – темные.

Кроме температурных интервалов проявления имеются следующие принципиальные отличия этих эффектов.

В отличие от ВТРО эффект НТРО:

- в значительной степени устраняется послерадиационным отжигом [5];

- связан с радиационным упрочнением материалов $\Delta\sigma = \sigma_{\text{обл.}} - \sigma_{\text{исх.}}$, где $\sigma_{\text{обл.}}$ и $\sigma_{\text{исх.}}$ – напряжения течения материалов, соответственно, в облученном и исходном состояниях (см. рис.1, а);

- связан, в основном, со снижением равномерного удлинения материалов и не сопровождается значительным изменением поперечного сужения.

Соответственно эффект ВТРО не устраняется послерадиационным отжигом и, как правило, не связан с радиационным упрочнением [5].

Облучение металлических материалов приводит к существенному изменению вида и параметров кривой упрочнения. Пределы текучести после облучения нейтронами до больших доз, например, у нержавеющей сталей повышаются в несколько раз (см., например, рис.1, а), а у отожженных чистых металлов напряжения течения могут возрасти более чем в 10 раз [4]. Предел прочности при этом, как правило, повышается в меньшей степени, что также видно из рис.1, а.

В качестве примера влияния облучения на рис.2 представлены кривые растяжения исходной и

облученной нейтронами аустенитной нержавеющей стали [6].

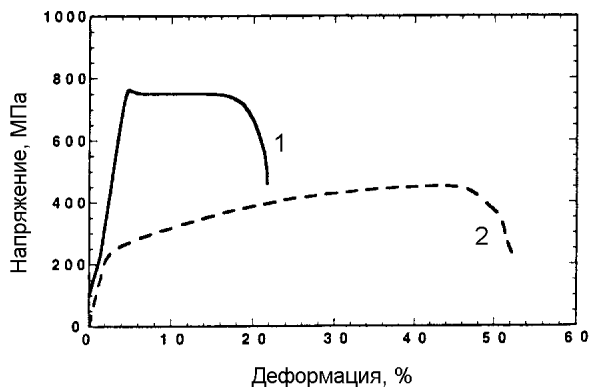


Рис.2. Кривые растяжения аустенитной нержавеющей стали типа 316 L в облученном до флюенса $6 \cdot 10^{25}$ нейтр./м² (1) и исходном (2) состояниях. Температура испытания и облучения – 250°C.

2. ВКЛАД РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ РАЗЛИЧНОГО ТИПА В НАПРЯЖЕНИЕ ТЕЧЕНИЯ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В зависимости от температуры облучения микроструктура материалов может претерпевать сильные изменения. Так, при температурах, не

превышающих 300°C , микроструктура облученных материалов имеет следующие особенности [7]:

- высокая плотность мельчайших кластеров радиационных дефектов с размерами, не превышающими 5 нм;

- в зависимости от температуры и степени предварительной холодной деформации в структуре материала могут наблюдаться дефектные петли Франка с размерами 9...30 нм;

- видимые поры или пузырьки отсутствуют;

- не заметны эффекты радиационной индуцированной сегрегации;

- крайне слабое изменение всех структурных компонентов при флюенсах, свыше 1 сна.

Примером дефектной структуры, образующейся в данном температурном интервале, являются мельчайшие кластеры, представленные на рис.3 [8]. Подобная дефектная структура наблюдалась и на других материалах, облученных в таких же условиях [6-10].

Микроструктура образцов, облученных при температурах, выше 300°C характеризуется следующими особенностями:

- появление пор и гелиевых пузырьков [1-3,7,9 и др.];
- появление радиационно-индуцированных или радиационно-стимулированных выделений [1-3,7,9 и др.];
- зависимость параметров микроструктуры облученных материалов от отношения концентрации гелия к количеству смещений (He/сна) [9,10];
- тесная связь эволюции вышеперечисленных компонентов микроструктуры с изменением температуры [1-3,7,9 и др.].

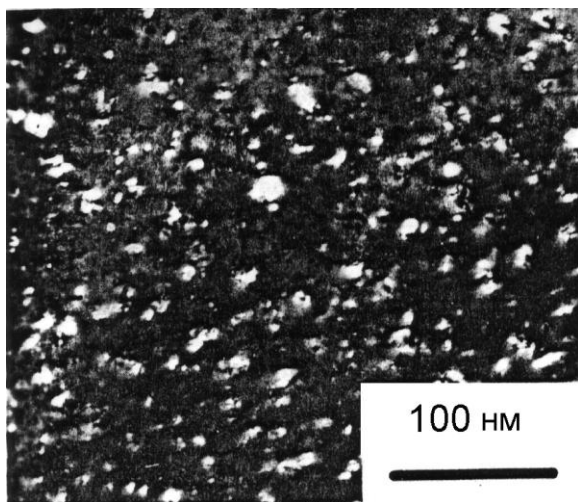


Рис.3. Кластеры дефектов в чистом железе, облученном при температуре 50°C до дозы 0,375 сна. Средний размер кластеров 4...5 нм.

Перечисленные типы радиационных дефектов оказывают существенное влияние на движение дислокаций в деформируемых облученных материалах. В настоящее время установлены механизмы влияния многих типов радиационных дефектов на движение дислокаций и получены выражения, связывающие параметры дефектной структуры с величиной радиационного упрочнения. Такие данные обобщены в таблице [2,11].

Вместе с тем, роль видимых скоплений радиационных дефектов в радиационном упрочнении остается не до конца понятой. Такого мнения придерживается В.Ф.Реутов, который проделал следующий эксперимент [12]. В молибдене, облученном различными видами частиц: нейтронами, протонами, α -частицами была создана практически идентичная морфология радиационных дефектов в виде дислокационных петель. При этом в соответствии со сказанным выше, радиационное упрочнение должно было быть одинаковым для всех видов облучения. На самом деле оказалось, что радиационное упрочнение для всех трех случаев является различным. Это обстоятельство позволило В.Ф.Реутову высказать

предположение, что наблюдаемые в электронный микроскоп скопления радиационных дефектов не полностью определяют величину радиационного упрочнения, а также то, что одной из причин радиационного упрочнения могут быть процессы, происходящие на дислокациях.

Таблица

*СВЯЗЬ РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ С
ПАРАМЕТРАМИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ
ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ*

*$\beta' = \beta/3,06$; $\beta = 1 \dots 10$ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПА
ПРЕПЯТСТВИЙ*

Тип дефекта	Выражение для радиационного упрочнения для данного типа дефекта
Дислокационные петли	$\Delta\sigma_y^1 = \frac{\mu b}{\beta'_1} \sqrt{N_1 d_1}$
Газонаполненные поры	$\Delta\sigma_y^c = \frac{\mu b}{\beta_c} \sqrt{N_c d_c} \left(\ln \frac{r_c}{r_d} + 0,38 \right)$
Выделения	$\Delta\sigma_y^p = \frac{\mu b}{\beta'_p} \sqrt{N_p d_p}$
Дислокации	$\Delta\sigma_y^d = \frac{\mu b}{\beta'_d} \sqrt{L}$
Вакансионные кластеры	$\Delta\sigma_y^v = \frac{\mu b}{\beta'_v} r_v N_v^{2/3}$

Величина радиационного упрочнения, обусловленного радиационными дефектами, не является постоянной величиной и изменяется с ростом флюенса облучения (рис.4) [11].

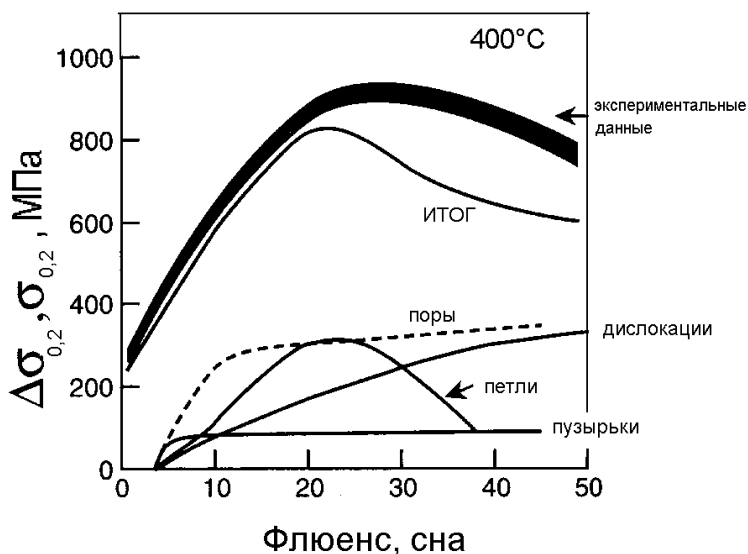


Рис.4. Сравнение расчетных и экспериментальных вкладов радиационных дефектов в изменение напряжения течения облученных сталей при различных дозах облучения. Температура испытания 400°C.

Анализ дозовых зависимостей компонентов, составляющих дефектную структуру, позволяет сделать несколько важных выводов:

– доминирующей тенденцией эволюции практически всех компонентов микроструктуры облученных материалов является тенденция к насыщению. Это приводит и к соответствующей зависимости механических свойств. Различие состоит лишь в том, что при низких температурах облучения ($T \leq 0,25T_{пл.}$) насыщение наступает при флюенсах, не превышающих 0,1 сна [7,8], а при более высоких температурах облучения ($T \geq 0,35 T_{пл.}$) насыщение наступает при флюенсах ≥ 10 сна [7,9,11];

– уровень насыщения довольно слабо зависит от условий облучения, но при этом практически не зависит от исходного состояния материалов [9].

Последний вывод имеет важное значение для понимания поведения материалов под облучением с точки зрения синергетики как науки, описывающей эволюцию открытых диссипативных систем, у которых подобные закономерности эволюции являются типичными [14].

3. МЕХАНИЗМЫ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

В настоящее время сложилось мнение [1-3], что из конструкционных реакторных материалов наибольшую склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию имеют материалы с ОЦК-типом кристаллической решетки – как чистые металлы, так и ферритные и феррито-перлитные стали. Для этих материалов можно выделить две из наиболее принятых моделей радиационного охрупчивания: Фишера [15] и Одетте с соавторами [16,17]. В значительной степени близкая к Одетте, модель предложена Вильямсом с соавторами [18]. Сходством моделей является то, что они обе рассматривают (постулируют) в качестве причин охрупчивания два источника упрочнения (т.е. $\Delta\sigma/\sigma = k\Delta\sigma$): матричное упрочнение, обусловленное радиационными дефектами (кластерами, петлями) и радиационное упрочнение, вызываемое радиационно-индуцированными (стимулированными) выделениями, например, медь-содержащими выделениями в корпусных сталях.

Однако они имеют и существенные отличия в подходе: Одette модель основывается на теоретических представлениях “скоростной теории” эволюции дефектной структуры, а модель Фишера, существенно более простая, описывает эмпирические зависимости матричного упрочнения, полученные в результате многочисленных экспериментов.

Остановимся кратко на этой модели. Все существующие модели начинают с того, что величина радиационного охрупчивания пропорциональна величине упрочнения $\Delta\sigma$. Общее упрочнение $\Delta\sigma_{\text{tot}}(t)$ является суперпозицией двух компонент:

$$\Delta\sigma_{\text{tot}}(t) = \Delta\sigma_{\text{dam}}(t) + \Delta\sigma_{\text{cu}}(t) \quad (1)$$

где $\Delta\sigma_{\text{dam}}(t)$ и $\Delta\sigma_{\text{cu}}(t)$ упрочнение, соответственно, кластерами дефектов и медь-содержащими выделениями.

Первое слагаемое $\Delta\sigma_{\text{dam}}(t)$ – матричное упрочнение, зависящее только от накопленной дозы (ϕt), нейтронного потока (ϕ) и представляемое в виде

$$\Delta\sigma_{\text{dam}}(t) = A(T)(\phi t)^{1/2}, \quad (2)$$

где $A(t)$ – параметр, называемый коэффициентом Бартона, зависящий от температуры состава,

содержания “свободного азота”, термообработки и параметров облучения.

$$A(T) = A \cdot F(T),$$

$$F(T) = 1.869 - 4.57 \cdot 10^{-3} T. \quad (3)$$

Значения коэффициента Бартона лежат в интервале 3.08...3.44. $F(T)$ равно единице при 190°C. Предполагается (на основе американских данных), что охрупчивание не увеличивается при температурах ниже порядка 200...220°C.

Вторая компонента $\Delta\sigma_{cu}(t)$ возникает из-за влияния на движение дислокаций мельчайших медь-содержащих выделений (≤ 2 нм) таких, которые в соответствии с теорией Рассела-Брауна [19] производят максимальное модульное упрочнение ($\Delta\sigma = K(r) \cdot f^{1/2}$, где f – объемная часть препятствий среднего радиуса r ; $K(r)$ функция размера препятствий и модулей матрицы и выделения, имеющая максимум при $r \approx 2$ нм.

Пик упрочнения (в феррите), обусловленного медь-содержащими выделениями, определяется выражением:

$$\Delta\sigma_{Cu}^{max} = 4,5 \cdot 10^3 V_f^{1/2} - 90 \text{ (МПа)} \quad (4)$$

где V_f – объемная доля меди.

Соотношение вкладов компонент в общее упрочнение (охрупчивание) стали, содержащей 0,21 вес.% меди, показано на рис.5.

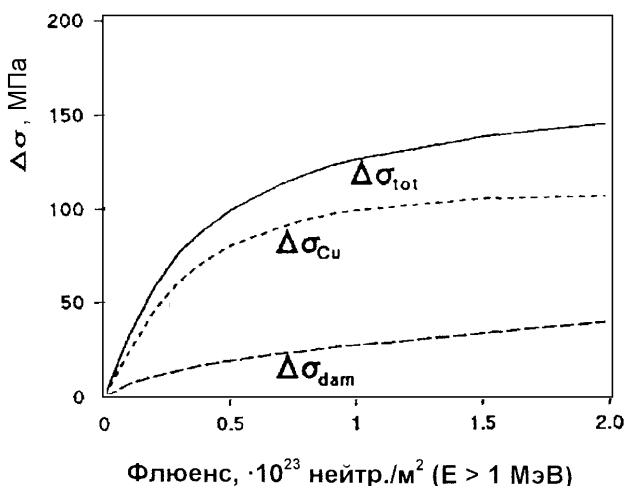


Рис.5. Расчетное упрочнение по модели Фишера для феррито-перлитной стали, содержащей 0,21 вес.% меди. Температура облучения 290°C [20].

Видно насыщение “медной” компоненты при больших дозах облучения, в то время как $\Delta\sigma_{dam} \sim \sqrt{\phi t}$ не насыщается. Благодаря этому и величина полного упрочнения (а значит и охрупчивания) не насыщается полностью даже при “высоких” дозах. Понятно, что с изменением температуры облучения ситуация может меняться в ту или иную сторону. С уменьшением тем-

пературы матричное упрочнение будет увеличиваться, а с ее увеличением будет достигаться его насыщение.

Можно доказать существование и других компонентов матричного упрочнения, например карбидов/нитридов Cr, V. Согласно работе [21] радиационное упрочнение корпусных сталей реакторов типа ВВЭР-440, имеющих содержание меди меньше, чем 0,15% может определяться влиянием ванадий-содержащих выделений типа MeC. В этих материалах механизмом упрочнения является “сдвиговый механизм” – перерезание частиц выделений движущимися дислокациями. При этом увеличение напряжения течения определяется выражением:

$$\sigma \approx \frac{\Delta\gamma \cdot d}{\sqrt{2} \cdot b} \sqrt{f}, \quad (5)$$

где $\Delta\gamma$ – увеличение поверхностной энергии при перерезании частиц, d – размер частицы, f – объемная часть радиационно-индуцированных выделений.

В сталях с содержанием меди больше, чем 0,2% главный вклад в упрочнение вносят некогерентные медь-содержащие выделения. Большинство движущихся дислокаций взаимодействуют с ними по механизму Орована, а увеличение напряжения течения определяется выражением:

$$\sigma \approx \frac{\sqrt{2} \cdot \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{f}}{D}, \quad (6)$$

где D – среднее расстояние между частицами выделений в плоскости скольжения; α – константа порядка 1; G – модуль сдвига матрицы.

В соответствии с результатами исследований в образцах с относительно высоким содержанием меди ($> 0,2\%$) влияние радиационно-индуцируемых выделений на охрупчивание меньше, чем в сталях с более низким содержанием меди. Это связано с тем, что “избыточная” медь в виде крупных выделений не принимает участия в охрупчивании.

Полученные зависимости позволяют объяснить установленные ранее нелинейные зависимости величины охрупчивания от концентрации меди в модельных и коммерческих сталях [22].

Совместное влияние концентрации твердого раствора внедрения (C_s) и плотности дислокаций (ρ_d) было исследовано в работе [23]. Для этого было систематически изучено радиационное повреждение закаленной стали 15Х2МФА в зависимости от температуры изохронного отпуска и длительности изотермического отпуска. Авторы пришли к выводу, что наблюдается полное подобие зависимости

радиационного охрупчивания и упрочнения от температуры отпуска и поведения параметра $q(T) = C_s/\rho_d$. Следовательно, подтверждается представление о доминирующей роли плотности дислокаций и концентрации твердого раствора внедрения в изменении склонности стали к радиационному охрупчиванию под влиянием режима отпуска. Отсюда вытекает и практическое соображение: с точки зрения повышения радиационной стойкости стали предпочтительнее подвергать ее продолжительному отпуску при более низкой температуре, нежели короткому при повышенной температуре.

Возвращаясь к моделям матричного упрочнения, следует отметить работы Stollera R.E. с соавторами [24,25-28], в которых изучен весь спектр эволюции дефектов от каскадобразования до механизмов упрочнения и охрупчивания.

Показано, что в сталях с низким содержанием Cu и межузельные (м.у.) и вакансионные кластеры (в.к.) могут вносить значительный вклад в радиационное упрочнение корпусных сталей, а отношение кластеризованной и некластеризованной части дефектов в каскаде является ключевым параметром, контролирующим накопление дефектов, а,

следовательно, и последующие изменения свойств. Относительный вклад м.у. и в.к. определяется температурой облучения и скоростью создания смещений.

Однако при температурах 50...300°C и скоростях создания смещений 10^{-11} ... 10^{-7} сна/с вакансионные кластеры все же приводят к большему радиационному упрочнению, чем межузельные кластеры.

Если кластеры точечных дефектов вносят главный вклад в величину радиационного повреждения, то расчеты авторов однозначно показывают, что, например, “знаменитые” данные об “ускоренном” охрупчивании [29] не могут быть объяснены на основе влияния скорости создания смещений, так как согласно “модели барьеров”, используемой авторами, радиационное упрочнение увеличивается с увеличением скорости создания смещений.

Величина упрочнения вычисляется авторами как сдвиговое напряжение $\Delta\tau$:

$$\Delta\tau = \frac{Gb}{\beta l}, \quad (7)$$

где β – мощность барьеров, $al = \sqrt{Nd}$, где N и d , соответственно, плотность и размер препятствий

(кластеров). Для мелких вакансионных кластеров дефектов β выбиралась, равной 4.

Вклад от упрочнения кластерами точечных дефектов уменьшается с увеличением температуры испытаний. Если содержание меди в стали достаточно высоко, медь-содержащие выделения (м.с.в.) вносят вклад в упрочнение. Вклад от м.с.в. будет превалировать при высоких дозах, низких скоростях создания смещений и “высоких” температурах ($>160...170^{\circ}\text{C}$).

4. ПЛАСТИЧЕСКАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ И ДИСЛОКАЦИОННОЕ КАНАЛИРОВАНИЕ В ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛАХ

Несомненно, что ключ к решению проблемы радиационного охрупчивания лежит в понимании закономерностей деформационного упрочнения материалов при различных условиях деформации. Вместе с тем, прогресс в этой области достаточно скромнен. До сих пор не существует общего подхода к вопросу влияния облучения на деформационное упрочнение материалов, большие пробелы имеются и в

понимании механизмов взаимодействия дислокаций с радиационными дефектами, границами зерен, выделениями и т. д.

Одной из целей данного обзора литературы был анализ результатов исследований влияния облучения на деформационное упрочнение и возникновение пластической неустойчивости в облученных деформируемых материалах с различным типом дефектной и кристаллической структуры.

Влияние облучения на деформационное упрочнение материалов, имеющих в исходном и облученном состоянии “гладкие” кривые растяжения. Диаграммы деформации поликристаллических материалов можно разделить на два основных типа. К первому относятся кривые деформации ОЦК-металлов и ряда сплавов, имеющие зуб текучести и деформацию Людерса; ко второму – большинство остальных материалов – чистые ГЦК-металлы, отожженные “на раствор” нержавеющие стали и другие, имеющие “гладкие” кривые растяжения. В соответствии с этим рассмотрим влияние облучения на деформационное упрочнение в следующей последовательности: 1 – материалы, имеющие “гладкие” кривые деформации до облучения;

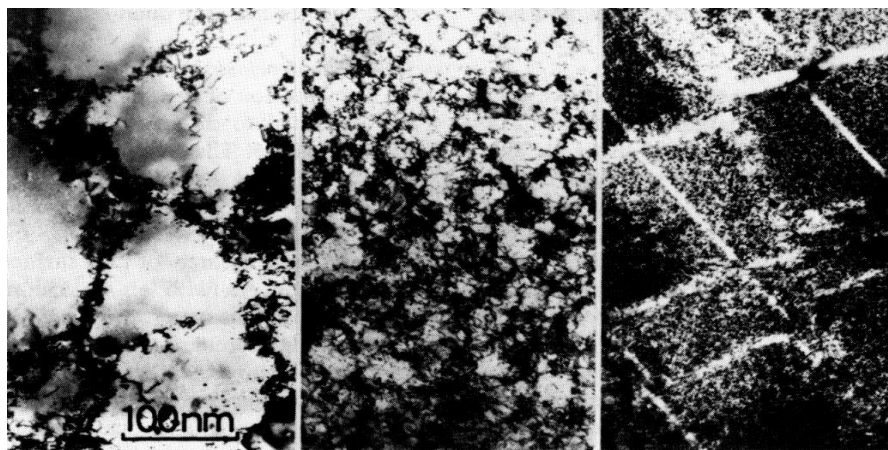
2 – материалы, имеющие до облучения “зуб” текучести и площадку Людерса.

Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению радиационного упрочнения и охрупчивания, число экспериментальных данных о поведении коэффициента деформационного упрочнения – $\partial\sigma/\partial\varepsilon$ ограничено. Существует точка зрения, что облучение не меняет форму кривой растяжения (а лишь приводит к ее сдвигу на некоторую величину), так и противоположная точка зрения [30].

Общепринятым является представление о том, что для чистых ГЦК-металлов, нержавеющей стали и других материалов с гладкими кривыми облучение приводит к снижению деформационного упрочнения за счет уменьшения в результате облучения (и радиационного упрочнения) разности между пределом прочности и пределом текучести материалов (см. рис.1, а). Вместе с тем, в ряде работ [30-32] показано, что может иметь место не только снижение, но и увеличение скорости деформационного упрочнения на определенных стадиях пластической деформации. В то же время анализ физических механизмов, на дислокационном уровне определяющих поведение

характеристик деформационного упрочнения в случае гладких кривых, практически отсутствует, то есть отсутствует модель деформационной зависимости радиационного упрочнения.

Проведенный анализ микроструктуры облученных деформированных ($T \leq 0,25 \dots 0,3 T_{пл.}$) образцов показывает, что общая плотность дислокаций в них значительно выше, а размер ячеек ниже, чем в необлученных образцах деформируемых в аналогичных условиях. Такая тенденция отмечалась в образцах никеля облученных высокоэнергетическими электронами, образцах из стали ОХ16Н15МЗБ, облученных α -частицами [4], а также в модельных материалах с ГЦК-решеткой, облученных в реакторе [33]. Пример подобного различия в микроструктуре виден из сравнения рис.6, а и 6, б [33]. Более низкий размер ячеек, с точки зрения авторов пособия, соответствует классическим представлениям, в соответствии с которыми средний размер ячеек обратно пропорционален корню из общей плотности дислокаций [34].



а

б

в

Рис.6. Микроструктура исходного (а) и облученного золота, деформированного на 10% после облучения при температуре 90°С до флюенса $0,1 \cdot 10^{22}$ нейтр./м² (б) и $1,1 \cdot 10^{22}$ нейтр./м² (в).

Все сказанное относится к интервалу температур проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания – НТРО. Ситуация резко меняется, когда происходит переход в область высокотемпературного радиационного охрупчивания – ВТРО, т. е. температур, выше приблизительно половины температуры плавления. Как показали проведенные исследования, в этом случае образование ячеистой структуры сильно затруднено, плотность дислокаций в стенках ячеек

резко снижается, а размер ячеек увеличивается [35]. При этом имеет место резкое деформационное разупрочнение, наблюдаемое с ранних стадий пластической деформации.

Развитие пластической нестабильности типа Чернова-Людерса и дислокационное каналирование. Радиационное упрочнение материалов проявляется как в увеличении предела текучести и снижении скорости упрочнения материалов, так и в образовании на кривых растяжения “зуба текучести” и площадки текучести типа Чернова-Людерса [32]. Наличие этих эффектов, по современным представлениям, свидетельствует о пластической нестабильности в материалах, которая может явиться причиной резкого снижения пластичности.

Электронно-микроскопический анализ, проведенный в работах [36-38], обнаружил, что на площадке текучести в облученных образцах наблюдается эффект дислокационного каналирования, т. е. неоднородного развития пластической деформации, когда она распределяется не равномерно по всему объему, а сосредоточена в отдельных дислокационных каналах, в которых имеет место множественное движение дислокаций,

сопровожающееся разрушением радиационных дефектов уже на начальных стадиях пластической деформации (рис.6, в). При этом большая часть объема материала в начале остается недеформированной, и лишь позднее, если позволит запас пластичности, заполняется дислокациями [38].

Следует отметить, что дислокационное каналирование наблюдается не только в облученных материалах со всеми типами кристаллической решетки, но также и в закаленных материалах [39]. Эффекты, подобные ему, наблюдаются и в необлученных ОЦК-монокристаллах, деформированных на высокие степени пластической деформации [40].

Кроме этого, проявлением универсальности эффекта является также подобие геометрии и близость размеров параметров, характеризующих дислокационное каналирование в материалах различной природы и облученных в различных условиях. Анализ показывает, что практически во всех случаях ширина каналов составляет порядка 150...500 Å, а расстояние между ними колеблется в интервале 1...2 тыс. Å.

Следует отметить, что возникновение дислокационных каналов не является прерогативой

области температур проявления низкотемпературного радиационного охрупчивания ($< 0,3 T_{пл}$). Как было показано в работах, выполненных в ФЭИ (Россия), HEDL (США), KFK (Карлсруе, Германия), в аустенитных нержавеющей сталях, облученных при температурах $> 0,4 T_{пл}$, может иметь место локализация скольжения (каналирование) по гелиевым порам, расположенным как в теле, так и по границам зерен. Однако, в отличие от низких температур, поры в каналах не устраняются дислокациями, они разрезаются, сдвигаются, но не исчезают даже при больших степенях пластической деформации локализованной в каналах (100%) [41]. По мнению авторов пособия каналирование по порам может являться главным вкладом в разрушение деформированных образцов подверженных набуханию [55].

Каналы локализованной деформации, встречаясь друг с другом или с поверхностями раздела, могут явиться причиной резкой концентрации напряжений, пропорциональной общей величине дислокационного “заряда”, и способствовать образованию микротрещин, как это имело место, например, в [36, 55]. В области

температур ВТРО, где, как известно, решающую роль играют границы зерен, каналирование может приводить к зернограницному разрушению уже при деформациях менее 1% [42].

Физические процессы и некоторые теоретические модели дислокационного каналирования. Выше уже говорилось об универсальном характере параметров дислокационного каналирования. Такой же универсальностью обладает и эволюция с дозой облучения формы кривых растяжения материалов проявляющих данный вид пластической нестабильности. Представленная на рис.7 схема описывает поведение материалов с ГЦК- и ОЦК-решетками. К ней необходимо сделать следующие пояснения.

Одним из основных эффектов облучения является рост так называемого “источникового” упрочнения, связанного с затруднением генерации дислокаций в облученном материале и проявляющегося в увеличении с дозой облучения верхнего предела текучести (точка а). Вопрос о механизме источникового упрочнения более тридцати лет дискутируется в литературе [43]. Авторы одной из

последних работ считают, что основным механизмом источников упрочнения является взаимодействие мельчайших дислокационных межузельных петель (так называемых, “rafts”) с дислокациями [8].

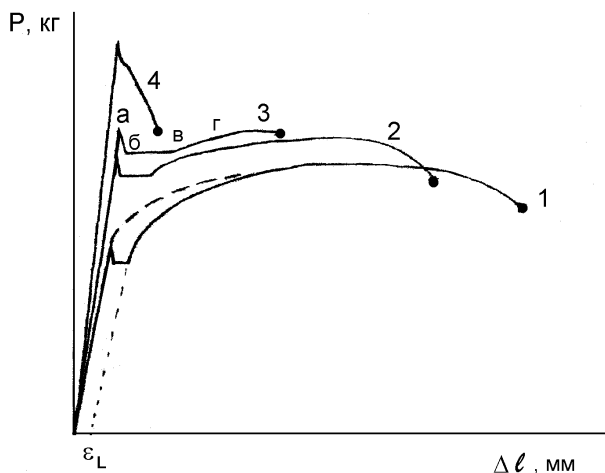


Рис.7. Дозовая эволюция кривых растяжения материалов.

На участке а-б происходит срабатывание дислокационных источников, резко увеличивается плотность подвижных дислокаций, и в отдельных объемах материала начинают формироваться дислокационные каналы в результате взаимодействия движущихся дислокаций с радиационными дефектами. На этом участке коэффициент деформационного упрочнения ($d\sigma/d\epsilon$) будет резко снижаться из-за

быстрого увеличения плотности подвижных дислокаций (ρ_μ) по отношению к общей плотности дислокаций (ρ_Σ) в соответствии с выражением:

$$d\sigma/d\varepsilon = \alpha \cdot d\rho_\Sigma/d\varepsilon - \beta \cdot d\rho_\mu/d\varepsilon \quad (8)$$

На участке б-в (длина которого всегда увеличивается в результате облучения), происходит завершение формирования дефектной структуры, запирающие части каналов за счет роста обратных отталкивающих напряжений от препятствий ограничивающих длину канала, а также некоторое уширение каналов. При дозах облучения, не превышающих 1 сна, при дальнейшем деформировании (участок в-г) происходит зарастание каналов путем попадания в них дислокаций извне (в основном, за счет процессов поперечного скольжения винтовых дислокаций), и восстановление положительного коэффициента деформационного упрочнения материала [38].

Что касается кривой 4, то она отражает случаи, когда при больших дозах облучения материал уже не может выйти из режима каналирования, и разрушение происходит в результате развития пластической неустойчивости – с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения. Такие кривые

наблюдались на меди [44], (Mo-Re)-сплавах [76], нержавеющей стали [46] и других материалах [47]. Кривые, подобные 4, могут быть следствием не только устранения дефектов типа дислокационных петель, но также когерентных радиационно-стимулированных выделений γ -фазы [48].

Ограниченный объем пособия не позволяет проанализировать все возможные механизмы формирования каналов, однако следует сказать, что все они включают в себя взаимодействие скользящих дислокаций с петлями и другими дефектами. В результате взаимодействия и сопровождающих его дислокационных реакций петли, а точнее составляющие их дислокационные сегменты, становятся подвижными, способными принимать участие в процессах размножения, и, что особенно важно, аннигиляции дислокаций [49]. Это приводит к тому, что в каналах могут исчезать как радиационные дефекты, так и дислокации.

Механизмы взаимодействия радиационных дефектов со скользящими дислокациями, приводящие к эффектам локализации, показаны на рис.8.

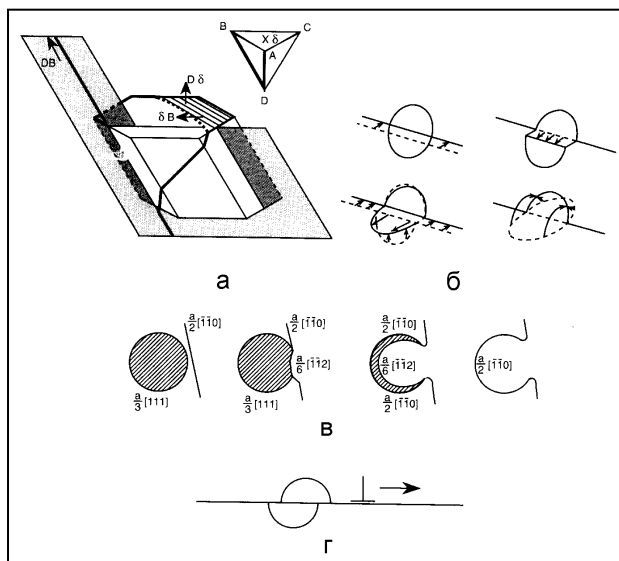


Рис.8. Схематическая иллюстрация некоторых механизмов, приводящих к локализации пластического течения. Механизм Струдела-Вашборна [50] (а); Форемана и Шарпа [51] (б); Гиллеса [52] (в); и механизм разрезания пор и мелких выделений (г).

На рис.8, а показан механизм Струдела-Вашборна, в котором подвижные дислокации с вектором Бюргерса DB пересекают маленькие петли Франка с вектором Бюргерса $D\delta$, в результате чего образуется частичная дислокация Шокли в плоскости петли с вектором Бюргерса δB . Взаимодействие частичной дислокации Шокли с дефектной петлей приводит к образованию

геликоидального сегмента на исходной дислокации с вектором Бюргерса $DB = D\delta + \delta B$. В результате этого механизма происходит устранение дефектных дислокационных петель и образование подвижных дислокаций. На рис.8, б показан механизм Форемана-Шарпа, в котором подвижные дислокации взаимодействуют с призматическими петлями. В результате взаимодействия призматические петли становятся частью дислокационной линии, а дислокации обретают подвижность. На рис.8, в представлена модель Гиллеса, которая рассматривает процесс взаимодействия дефектных петель с сеточными дислокациями (network dislocations) в условиях радиационной ползучести. В результате взаимодействия происходит исчезновение дефектов упаковки, и петля становится частью дислокаций. На рис.8, д показано, как маленькие поры или выделения могут легко разрезаться (сдвигаться), в результате чего их жесткость, как препятствия, для дислокационного скольжения резко снижается. Это приводит к локализации скольжения и снижению коэффициента деформационного упрочнения.

В настоящее время предложено несколько теоретических моделей формирования

дислокационных каналов. Одна из таких моделей предложена в работах [53]. В ее основе лежит взаимодействие скользящих дислокаций с дислокационными петлями, в результате чего и формируются грубые линии скольжения (так называемые бездефектные каналы). Кинетика данного явления была рассмотрена на основе нелинейного эволюционного уравнения для плотности дислокаций, включающего в себя процессы размножения, аннигиляции, диффузии дислокаций и заметание дислокациями петель, возникающих под облучением.

Уравнение эволюции с деформацией ε локальной плотности дислокации ρ , описывающее образование бездефектных каналов в облученных кристаллах, имеет вид [53]

$$\rho \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} + \frac{v_x}{b v} \frac{\partial \rho}{\partial x} + (\xi - 1) \frac{\lambda_D}{b} \frac{\partial^2 \rho}{\partial y^2} = n_0 b^{-1} + (\kappa_m - \kappa_{im} - \kappa_a \rho) \rho, \quad (9)$$

где $\rho = \delta_{\pi} \cdot \rho_{\pi}$; $\rho_{\pi} = 2\pi R_{\pi} N_{\pi}$ – плотность дислокаций, заключенная в петлях; N_{π} и R_{π} – объемная плотность и радиус петель; δ_{π} – коэффициент заметания петель скользящими дислокациями, определяемый их взаимодействием друг с другом; n_0 – объемная плотность дислокационных источников типа Франка-

Рида в облученном кристалле; κ_m , κ_{im} и κ_a — коэффициенты размножения, иммобилизации и аннигиляции дислокаций соответственно; λ_D и $\xi > 1$ — диффузионная длина и коэффициент размножения дислокационного потока при диффузии винтовых дислокаций механизмом двойного поперечного скольжения, v_x — дрейфовая скорость перемещения дислокаций при их движении вдоль плоскостей скольжения; v — средняя скорость перемещения дислокаций при их размножении аннигиляции и диффузии.

Произведенный в соответствии с формулой теоретический расчет и сравнение его с экспериментальными данными показывают, что формирование каналов, а также критические условия их возникновения зависят от дозы облучения, которая определяет объемную плотность петель. Однако, по мнению автора, более существенным является не столько плотность петель, сколько исходная плотность дислокаций $\rho_n(0) = 2\pi R_n N_n(0)$, содержащаяся в петлях.

Были определены ширина канала, среднее расстояние между каналами и найдена форма движущегося по каналу аннигиляционного фронта. В [54] проанализированы экспериментальные данные и

произведен теоретический расчет критических условий возникновения каналов в зависимости от дозы облучения, определяющей объемную плотность дислокационных петель.

В работах [56-58] предложена синергетическая концепция радиационного охрупчивания, учитывающая иерархию структурных уровней пластической деформации и нестабильности. Согласно ей роль облучения заключается в том, что оно, подавляя микропластическую нестабильность и, приводя к усилению макропластической нестабильности, ускоренным по деформации образом вовлекает в пластическое течение более высокий уровень пластической деформации (нестабильности), приводя к преждевременному разрушению облученного материала. Предложено теоретическое описание процесса формирования пространственно-временных дислокационных неоднородностей в деформированном облученном материале: дислокационных каналов, полос Чернова-Людерса, динамических самоорганизующихся автоволновых структур, формирующихся на этапах развитой пластической деформации. Показана принципиальная возможность снижения эффектов локализации

(охрупчивания) с помощью активизации микроуровня пластической деформации, связанного с термо-активируемыми процессами пластической деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Структура и радиационная повреждаемость конструкционных материалов. / Гаршин А.М., Неклюдов И.М., Горынин И.В., Зеленский В.Ф. и др. М.: Металлургия, 1996. –140 с.
2. Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение / Паршин А.М., Неклюдов И.М., Камышанченко И.В., Тихонов А.Н. и др. Белгород: – Изд. Белгородского университета, 1998. –378 с.
3. А.Д.Амаев, А.М.Крюков, И.М.Неклюдов и др. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / Под ред. А.М.Паршина и П.А.Платонова. –СПб.: Политехника, 1997. –312 с.
4. Агапова Н.П., Африканов И.Н, Бутра Ф.П. и др. Исследование структуры и механических свойств стали ОХ16Н15МЗБ, облученной ионами гелия. // Атомная Энергия. –1976. –Т.41. –С.314-317.
5. Kangilaski M. High temperature embrittlement. // Reactor Technology. –1972. –Vol.47, №1. –P.29-41.
6. Hashimoto N., Robertson J.P. Relationship between hardening and damage structure in austenitic stainless steel 316LN irradiated at low temperature in the HFIR.

- // Journal of Nuclear Materials. –1999. –Vol.273. –P.95-101.
7. Maziasz P.J. Overview of microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steels. // Journal of Nuclear Materials. –1993. –Vol.205. –P.118-145.
 8. Singh B.N., Horsewell A., Toft P. Effects of neutron irradiation on microstructure and mechanical properties of pure iron. // Journal of Nuclear Materials. –1999. –Vol.271&272. –P.97-101.
 9. Garner F.A. Evolution of microstructure in face-centered cubic metals during irradiation. // Journal of Nuclear Materials. –1993. –Vol.205. –P.98-117.
 10. Sing B.N., Evans J.H., Horsewell A. Microstructure and mechanical behaviour of TZM and Mo-5%Re alloys irradiated with fission neutrons. // Journal of Nuclear Materials. –1995. –Vol.223. –P.95-102.
 11. Lucas J.D. Jufluence of irradiation on the structure and mechanical properties stainless steels. // Journal of Nuclear Materials. –1996. –Vol.224. –P.171-189.
 12. Реутов В.Ф. Радиационная повреждаемость материалов при облучении высокоэнергетическими

- легкими заряженными частицами. Дисс. докт. физ.-мат. наук: 01.04.07. –Алма-Ата, 1990. –372 с.
13. Katoh Y., Stoller R.E., Kohno Y. The influence of He/dpa ratio and displacement rate on microstructural evolution. // Journal of Nuclear Materials. –1994. – Vol.210. –P.290-302.
 14. Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. –М.: Мир, 1990. –344 с.
 15. Fisher S.B., Harbottle I.E., Aldridge N. Radiation hardening in MAGNOX pressure vessel steels. // Phil. Trans. Roy. Soc. Lond. –1983. –Vol.A315. –P.301-309.
 16. Odette G.R. On the dominant mechanism of Irradiation Embrittlement of reactor pressure steel. // Scripta Met. –1983. –Vol.17. –P.1183-1187.
 17. Odette G.R. and Lucas G.E. Radiation Embrittlement of Nuclear reactor pressure vessel steel. // Journal of Nuclear Materials. –1986. –Vol.124. –P.271-289.
 18. Williams T.I., Burch P.R., English C.A at al. Radiation embrittlement of steels // Proc. Third International Symposium on “Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors”.

- Warrendale, Pa.: The Metallurgied Society. –1988. – P.121-127.
19. Russell K.C. and Brown L.M. The hardenning mechanisms. // Acta Met. –1972. –Vol.20. –P.969-974.
20. Mc Elroy R.I., Lowe Jr., A.L. Irradiation embrittlement modellig of Linde 80 Weld Metals. // Proc. Int. Conf. “Effect of Radiation on Materials”. –ASTM STP 1270. –1996. –P.68-85.
21. Große M., Böhmert J., Viehrig H.W. Embrittlement mechanisms of steels. // Journal of Nuclear Materials. – 1994. –Vol.211. –P.177-180.
22. Odette G.R., Lucas G.E. Irradiation embrittlement of reactor pressure vessel steels: mechanisms, models and data correlation. // Journal of Nuclear Materials. –1993. –Vol.210. –P.235-241.
23. Морозов А.М., Николаев В.А., Рыбин В.В. Радиационное охрупчивание корпусных сталей // Труды Междунар. конф. “Радиационное материала-ловедение”. –Т.4. –Харьков. –1990. –С.21-24.
24. Stoller R.E. and Mansur L.K. The influence of displacement rate on damage accumulation during the point defect trancient in irradiated materials. // Труды

Междунар. конф. “Радиационное материаловедение”. –Т.1. –Харьков. –1990. –С.52-67.

25. Stoller R.E. A comparison of the relative importance of copper precipitates and point defects clusters in reactor pressure vessel embrittlement. NUREG/CR - 6231 (ORNL - 6811). –1994. –24 p.
26. Stoller R.E. Modeling the influence of irradiation temperature and displacement rate on hardening due to point defect clusters in ferritic steel. // Proc. Int. Conf. “Effects of Radiation on materials”. –Philadelphia: ASTM STP 1175. –1993. –P.301-307.
27. Stoller R.E. Pressure vessel embrittlement predictions based on a composite model of copper precipitation and point defect clustering. // Proc. Int. Conf. “Effects of Radiation on materials”. –Philadelphia: ASTM STP 1175. –1993. –P.19-25.
28. Phythian W.I., Stoller R.E., Foreman A.I.E. et al. A comparison of displacement cascades in copper and iron by molecular dynamics and its applications to microstructural evolution. // Journal of Nuclear Materials. –1995. –Vol.223. –P.245-261.

29. Nanstad R.K., Farrell K. and Braski D.N. The low temperature mechanisms. // Journal of Nuclear Materials. –1988. –Vol.158. –P.1.
30. Mulfi R.J.D., Alexander D.E., Rehn L.E. Post-yield strain hardening behavior as a clue to understanding irradiation hardening. // Journal of Nuclear Materials. – 1998. –Vol.258. –P.171.
31. Ярошевич В.Д., Фабрициев С.А. Частное сообщение. –1990.
32. Dai Y., Gavillet D., Paschoud F. et al. Mechanical properties and microstructure of 600 MeV proton irradiated copper single crystals // Journal of Nuclear Materials. –1994. –Vol.212-215. –P.395-398.
33. Okada A., Yoshiie T., Kojima S. et al. Irradiation effects on materials // Journal of Nuclear Materials. –1986. – V.141-143. –P.907.
34. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д., Васильев А.Д. –К.: Наукова Думка, –1989. –289 с.
35. Zelensky V.F., Neklyudov I.M., Ozhigov L.S., Parkhomenko A.A. Grain boundary deformation irradiation materials. // Proc. Int. Conf. “Effects of

- Radiation on materials”. –Philadelphia: –Vol.1. –ASTM STP 1046. –1989. –P.295-301.
36. Tucker R.P., Ohr S.M., Wecslер M.S. Radiation hardening in metals. // Radiation Damage in Reactor Materials. –1969. –Vol.1. –P.215.
37. Abe F., Garner F.A., Kayano H. Effect of carbon on irradiation hardening of reduced activation 10Cr-30Mn austenitic steels. // Journal of Nuclear Materials. –1994. –Vol.212-215. –P.760-765.
38. De Vries M.I., Elen J.D., Tjoa G.J. at al. Deformation hardening of irradiated steels. // British Nucl. Energ. Soc. –1973. –Vol.2. –P.47-51.
39. Wecslер M.S. Fundamental aspects radiation damage of metals. // Journal of Nuclear Materials. –1974. –Vol.57. –P.91-99.
40. Гуревич М.Е., Дубовицкая Н.В., Захаров С.М. и др. Локализация деформации в закаленных металлах. // ФММ. –1979. –Т.47, №3. –С.659.
41. Bocek M. and Ehrlich K. Radiation hardening in vanadium. // Journal of Nuclear Materials. –1975. – Vol.58. –P.247.

42. Grossbeck M.L., Stiegler J.O., Holmes J.J. Radiation Effects in Breeder Structural Materials. –Scottsdale: Bennet Eds., 1977. –95 p.
43. Маклин Д. Механические свойства металлов. –М.: Мир, 1967. –393 с.
44. Singh B.N., Warren M.R., Parson P.D. Dislocation channeling. // British Nucl. Energy Soc. –1973. – Vol.20. –P.64-71.
45. Muller G.V., Vavillet D., Victoria M. et al. Deformation distributing in materials. // Journal of Nuclear Materials. –1994. –Vol.212-215. –P.1283.
46. Holmes J.J., Robbins R.E. and Brimhall J.L. Effect of irradiation on 304SS. // Journal of Nuclear Materials. – 1969. –Vol.32. –P.330.
47. Трефилов В.И., Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М. Физическая природа упрочнения хрома при облучении. // Труды Междунар. конф. “Реакторное материаловедение”. –М.: ЦНИИАтоминформ. –1990. –С.98-105.
48. Колесников А.Н., Красноселов В.А., Прохоров В.И. Особенности пластической деформации облученных

- материалов. // ВАНТ. Сер.: ФРП и РМ. –1982. – Вып.4(23). –С.49-53.
49. Suzuki M., Sato A., Nagakawa J. at al. The dislocation – loops interaction. // Philos.Mag. –1992. –A65. –P.1308-1312.
50. Strudel J.L. and Washburn J. Defects and dislocation in irradiated materials. // Philos. Mag. –1964. –Vol.9. – P.491-499.
51. Foreman A.J.E. and Sharp J.V. The dislocation – loop interaction in irradiated materials. // Philos. Mag. –1969. –Vol.19. –P.931-937.
52. Gelles D.S. Dislocation modeling of physical systems. New-York: Pergamon, 1981. –180 p.
53. Малыгин Г.А. Распределение призматических дислокационных петель по сечению аннигиляционных каналов в деформированных после облучения нейтронами кристаллах. // ФТТ. –1992. – Т.34, №11. –С.3605-3607.
54. Малыгин Г.А. Кинетический механизм образования бездефектных каналов при пластической деформации облученных и закаленных кристаллов // ФТТ. –1991. –Т.33, №4. –С.1069-1076.

55. Borodin O.V., Bryk V.V., Kalchenko A.S., Neklyudov I.M., Parkhomenko A.A., Voyevodin V.N. Swelling and post-irradiated deformation structures in 18Cr-10Ni-Ti irradiated with heavy ions. // Journal of Nuclear Materials. –2004. –Vol.327. –P.121.
56. Камышанченко Н.В., Красильников Н.Н., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. Пластическая нестабильность и дислокационное каналирование в облученных деформированных материалах. // ВАНТ. Сер.: ФРП и РМ. –1998. –Вып.5(71). –С.20-23.
57. Камышанченко Н.В., Красильников Н.Н., Сирота В.В., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. О механизме развития пластической нестабильности в облученных материалах. // Известия РАН. Металлы. –2000. –№6. –С.53-60.
58. Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А., Камышанченко Н.В., Красильников Н.Н., Сирота В.В. Влияние микро- и мезо-уровней пластической деформации на радиационное охрупчивание материалов. // Вестник Харьковского университета. –2001. –№510. –Вып.1(13). –С.83-86.

